

D3

(12)特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19)世界知的所有権機関
国際事務局(43)国際公開日
2003年6月5日 (05.06.2003)

PCT

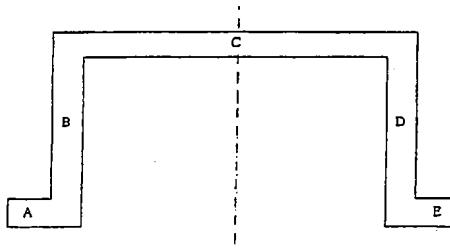
(10)国際公開番号
WO 03/046250 A1

- (51) 国際特許分類: C23C 14/34, C22F 1/18
- (21) 国際出願番号: PCT/JP02/07715
- (22) 国際出願日: 2002年7月30日 (30.07.2002)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願2001-358713
2001年11月26日 (26.11.2001) JP
- (71) 出願人(米国を除く全ての指定国について): 株式会社
日鉱マテリアルズ (NIKKO MATERIALS COMPANY,
LIMITED) [JP/JP]; 〒105-8407 東京都 港区 虎ノ門二
丁目10番1号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者; および
(75) 発明者/出願人(米国についてのみ): 福嶋 篤志
- (HUKUSHIMA,Atsushi) [JP/JP]; 〒319-1535 茨城県
北茨城市 華川町田場187番地4 株式会社 日鉱マテリ
アルズ 磐原工場内 Ibaraki (JP).
- (74) 代理人: 小越勇 (OGOSHI,Isamu); 〒105-0002 東京都
港区 愛宕一丁目二番二号 虎ノ門9森ビル3階 小越国
際特許事務所 Tokyo (JP).
- (81) 指定国(国内): CN, JP, KR, SG, US.
- (84) 指定国(広域): ヨーロッパ特許 (AT, BE, BG, CH, CY,
CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, IE, IT, LU, MC, NL,
PT, SE, SK, TR).

添付公開書類:
— 國際調査報告書2文字コード及び他の略語については、定期発行される
各PCTガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語
のガイドスノート」を参照。

(54) Title: SPUTTERING TARGET AND PRODUCTION METHOD THEREFOR

(54) 発明の名称: スパッタリングターゲット及びその製造方法



(57) Abstract: A sputtering target produced by stamp forging, characterized in that an average crystal grain size D at a portion where an average crystal grain size is the largest and an average crystal grain size d at a portion where an average crystal grain size is the smallest are related as $1.0 < D/d < 2.0$. A method capable of constantly producing a sputtering target excellent in characteristics by improving and elaborating forging and heat treating processes to render a crystal size fine and uniform, and a sputtering target excellent in quality obtained by this method.

[統葉有]

WO 03/046250 A1



(57) 要約:

型鍛造により製造されるスペッタリングターゲットであって、平均結晶粒径の最も大きい部位の平均結晶粒径Dと平均結晶粒径の最も小さい部位の平均結晶粒径dとが $1.0 < D/d < 2.0$ であることを特徴とするスペッタリングターゲットに関し、鍛造工程及び熱処理工程を改良・工夫することにより、結晶粒径を微細かつ均一にし、特性に優れたスペッタリングターゲットを安定して製造できる方法及びそれによって品質に優れたスペッタリングターゲットを得る。

明細書

5 スパッタリングターゲット及びその製造方法

技術分野

この発明は、型鍛造による複雑な三次元的（立体的）構造を有するスパッタリングターゲット及びその製造方法に関する。

10

背景技術

近年、エレクトロニクス分野、耐食性材料や装飾の分野、触媒分野、切削・研磨材や耐摩耗性材料の製作等、多くの分野に金属やセラミックス材料等の被膜を形成するスパッタリングが使用されている。

15

スパッタリング法自体は上記の分野で、よく知られた方法であるが、最近では、特にエレクトロニクスの分野において、複雑な形状の被膜の形成や回路の形成に適合するスパッタリングターゲットが要求されている。例えば、断面がハット形状又はドーム形状あるいはそれらが連結したような三次元的（立体的）構造を有するターゲットが使用されるようになってきた。

20

一般に、このような三次元的構造を有するターゲットは、金属を溶解・鋳造したインゴット又はビレットを熱間鍛造した後、焼鈍し、さらに型鍛造して製造されている。このような製造工程において、インゴット又はビレットの熱間鍛造は、鋳造組織を破壊し、気孔や偏析を拡散、消失させ、さらにこれを焼鈍することにより再結晶化し、ある程度の組織の緻密化と強度を高めることができる。

25

次に、この鍛造及び再結晶焼鈍した材料を型鍛造により、所定の三次元的構造を有するターゲット形状とし、さらに型鍛造後の再結晶焼鈍及び歪み取焼鈍を行い、最後に表面加工を行って、ターゲットとすることが行われている。

30

このようなターゲットの製造方法は、通常の平板型ターゲットの製造においては特に問題となることはないが、上記のような断面がハット形状又はドーム形状あるいはそれらが連結したような三次元的構造を有するターゲットでは、型鍛造

において塑性変形を強く受ける場所と、殆ど受けない場所が出てくるために、その後の再結晶焼鈍及び歪み取焼鈍で結晶粒のサイズに異常な差異が出てくること
5 である。

例えば、鍛造方向に面する個所では、単に圧縮力を受けるだけであるが、鍛造方向に沿う個所すなわち三次元的構造の側壁ではしごきのような強い加工を受ける。

10 このように、塑性変形を強く受ける場所と弱い場所では、焼鈍の際に再結晶粒の大きさが大きく相違する。すなわち、塑性変形を強く受けた場所では結晶が微細化し、弱い場所ではそれが粗大化する。また、このような塑性変形を強く受けた場所と弱い場所の境界領域では、それが不規則に混在した状態又は段階的に変化した結晶構造となる。

15 一般に、スパッタリングを実施する場合、ターゲットの結晶が細かいほど均一な成膜が可能であり、アーキングやパーティクルの発生が少なく、均一でかつ安定した特性を持つ膜を得ることができる。

したがって、型鍛造及びその後の焼鈍において発生する上記のような結晶粒の粗大化や不規則な結晶粒の存在は、アーキングやパーティクルの発生を増加させ、スパッタ成膜の品質を低下させるという大きな問題が発生する。もとより、歪み
20 が残存する型鍛造品をそのまま使用することは考えられず、これはさらに品質を低下させる。

以上から、型鍛造により製造される三次元的構造を有するスパッタリングターゲットは結晶粒の粗大化と不均一性を伴い、膜の性質を低下させるという問題があつた。

25

発明の開示

本発明は、上記の問題を解決するために、鍛造工程及び熱処理工程を改良・工夫することにより、結晶粒径を微細かつ均一にし、特性に優れたスパッタリングターゲットを安定して製造できる方法及びそれによって品質に優れたスパッタリ
30 ングターゲットを得ることを課題とする。

本発明は、

1. 型鍛造により製造されるスパッタリングターゲットであって、平均結晶粒径の最も大きい部位の平均結晶粒径Dと平均結晶粒径の最も小さい部位の平均結晶粒径dとが $1.0 < D/d < 2.0$ であることを特徴とするスパッタリングターゲット
2. 型鍛造により製造されるチタン等の六方晶系スパッタリングターゲットであって、ターゲットのエロージョン面において、(002)面及びこれと30°以内の角度にある(103)面、(014面)、(015)面の強度比の合計が30%以上であり、かつ強度比の平均値の±10%以内であることを特徴とするスパッタリングターゲット。
3. 型鍛造により製造されるスパッタリングターゲットであって、直径断面に現れる一つ以上のハット形状又はドーム形状の、開口部径と深さの比率が1:3以下の比率を持つことを特徴とする上記1又は2記載のスパッタリングターゲット
4. 型鍛造によるスパッタリングターゲットの製造方法において、材料インゴット又はビレットの熱間こねくり鍛造又は冷間こねくり鍛造及び歪取り焼鈍を行った後、冷間プレフォーミング及び再結晶焼鈍を行って結晶粒を調整し、さらに型鍛造を行うことを特徴とするスパッタリングターゲットの製造方法
5. 型鍛造により製造されるチタン等の六方晶系スパッタリングターゲットであって、ターゲットのエロージョン面において、(002)面及びこれと30°以内の角度にある(103)面、(014面)、(015)面の強度比の合計が30%以上であり、かつ強度比の平均値の±10%以内であることを特徴とする上記4記載のスパッタリングターゲットの製造方法。
6. 熱間こねくり鍛造又は冷間こねくり鍛造において、真歪の絶対値の合計を4以上とすることを特徴とする上記4又は5記載のスパッタリングターゲットの製造方法
7. 材料の融点をTmとすると、型鍛造を0.5Tm以下で行うことを特徴とする上記4～6記載のスパッタリングターゲットの製造方法

8. 型鍛造後、歪取り焼鈍又は再結晶焼鈍を行うことを特徴とする上記4～7のそれに記載のスパッタリングターゲットの製造方法
- 5 9. 材料の融点をT_mとすると、冷間プレフォーミング後の再結晶焼鈍を、0.6 T_m以下で行うことを特徴とする上記4～8のそれに記載のスパッタリングターゲットの製造方法
10. 材料の融点をT_mとすると、型鍛造後、0.6 T_m以下で歪取り焼鈍又は再結晶焼鈍を行うことを特徴とする上記8又は9に記載のスパッタリングターゲットの製造方法
11. 20～90%の加工比による冷間プレフォーミングを行うことを特徴とする上記4～10のそれに記載のスパッタリングターゲットの製造方法
12. 冷間プレフォーミング後の再結晶焼鈍により、平均結晶粒径の最も大きい部位の平均結晶粒径D₀と平均結晶粒径の最も小さい部位の平均結晶粒径d₀とが1.0 < D₀ / d₀ < 1.5とすることを特徴とする上記4～11のそれに記載のスパッタリングターゲットの製造方法
13. 冷間プレフォーミング後の再結晶焼鈍により、最終平均結晶粒径の20%以下とすることを特徴とする上記4～12のそれに記載のスパッタリングターゲットの製造方法
- 20 14. 型鍛造後の結晶均質化焼鈍又は歪取り焼鈍により、平均結晶粒径を1～500 μmの範囲にすることを特徴とする上記4～13のそれに記載のスパッタリングターゲットの製造方法
15. 平均結晶粒径の最も大きい部位の平均結晶粒径Dと平均結晶粒径の最も小さい部位の平均結晶粒径dとが1.0 < D / d < 2.0であることを特徴とする上記4～13のそれに記載のスパッタリングターゲットの製造方法
- 25 16. ターゲット材料が銅、チタン、アルミニウム、ニッケル、コバルト、タンタル又はこれらの合金であることを特徴とする上記1～15のそれに記載のスパッタリングターゲット及びその製造方法を提供する。

図面の簡単な説明

図1はハット型ターゲットに型鍛造したターゲットの構造を示す説明図、図5・2は断面ハット型ターゲットを2個つないだような形状のターゲットに型鍛造したターゲットの構造を示す説明図、図3は面配向測定位置を示す図である。

発明の実施の形態

本発明のスパッタリングターゲットは次のような工程によって製造する。その具体例を示すと、まず銅、チタン、アルミニウム、ニッケル、コバルト、タンタル又はこれらの合金等の金属材料を溶解・鋳造し、インゴット又はビレットを製造する。次に、このインゴット又はビレットを熱間鍛造又は冷間鍛造及び歪取り焼鈍を行う。

この鍛造によって、鋳造組織を破壊し、気孔や偏析を拡散あるいは消失させることができる。さらにこれを焼鈍することにより再結晶化させ、この熱間又は冷間鍛造と再結晶焼鈍により、組織の緻密化と強度を高めることができる。

前記熱間及び冷間鍛造はこねくり鍛造 (Kneading) が望ましく、繰返しによる熱間又は冷間鍛造は特性改善に有効である。なお、再結晶温度は各金属によって異なるが、歪みの量と温度及び時間を考慮して最適な温度を決定する。

前記熱間こねくり鍛造又は冷間こねくり鍛造において、真歪の絶対値の合計を4以上とすることが望ましい。この条件は、特にタンタルの鍛造に有効である。

次に、冷間プレフォーミングを行う。この冷間プレフォーミングは、材料の融点を T_m とすると、 $0.3 T_m$ 以下、好ましくは $0.2 T_m$ 以下に制御する。

また、この際加工度は最終的に要求される結晶粒径によって異なるが、20%以上が好ましい。特に 50~90% の加工比による加工が望ましい。これによって、材料中に強度の加工歪みがもたらされる。

このように、冷間プレフォーミングを行う理由は、より大きな加工歪みを導入すること、及びプレフォーミング工程中の材料の温度を可能な限り、一定に保つためである。これによって、導入される歪みを十分大きく、かつ均一にすることが可能となる。

この冷間プレフォーミングを行った後、再結晶焼鈍を行って結晶粒を調整する。この冷間プレフォーミング後の再結晶焼鈍を、材料の融点を T_m とした場合、 $0.6 T_m$ 以下、好ましくは $0.4 T_m$ 以下で行うことが望ましい。

これによって、平均結晶粒径の最も大きい部位の平均結晶粒径 D_0 と平均結晶粒径の最も小さい部位の平均結晶粒径 d_0 とが $1.0 < D_0 / d_0 < 1.5$ とする。

この冷間プレフォーミングは本発明の重要な工程の1つであり、これによつて、最終工程において微細かつ均一な結晶もつターゲットを得ることが可能となる。

次に、このような微細かつ均一な結晶をもつ冷間プレフォーミング材を型鍛造する。なお、本型鍛造にはスピニング加工が含まれる。すなわち、本明細書に記載する全ての型鍛造はこのスピニング加工を含むものとする。

さらに、型鍛造後、結晶均質化焼鈍又は歪取り焼鈍を行う。平均結晶粒径を $1 \sim 500 \mu m$ の範囲にする。

この型鍛造において、前記のような歪みを強く受ける場所と、殆ど受けない場所が出てくるが、歪みを強く受けない場所においては、すでに前工程の冷間プレフォーミングにおいて結晶粒は微細に調整されているので、他の歪みを強く受けた場所との結晶粒径に大きな差異が出てくることはない。

これによって、型鍛造後の結晶均一化焼鈍又は歪取り焼鈍により、内部に発生した歪みが除去され、全体に渡り、ほぼ均一な結晶粒径を持つターゲットを得ることができる。そして、平均結晶粒径の最も大きい部位の平均結晶粒径 D と平均結晶粒径の最も小さい部位の平均結晶粒径 d とが $1.0 < D / d < 2.0$ であるスペッタリングターゲットが得られる。

また、特にチタン等の六方晶ターゲットは、該ターゲットのエロージョン面において、(002)面及びこの(002)面に対して 30° 以内の角度にある(103)面、(014面)及び(015)面の強度比の合計が30%以上であり、かつ該強度比の平均値が $\pm 10\%$ 以内の面配向を持つターゲットが得られる。このような(002)面を中心とする面配向は、スペッタリングを均一にする効果があり、成膜の均一性をもたらす。

実施例及び比較例

次に、実施例について説明する。なお、本実施例は発明の一例を示すための
5 ものであり、本発明はこれらの実施例に制限されるものではない。すなわち、
本発明の技術思想に含まれる他の態様及び変形を含むものである。

なお、下記の実施例及び比較例では純銅と純チタンの例を示したが、アルミ
ニウム、ニッケル、コバルト、タンタル及びこれらの合金においても同様の結
果が得られた。

10

(実施例 1)

銅 (6 N) 材料を溶解・鋳造し、インゴットを作成した。次に、このインゴ
ットに対し 800°C で熱間こねくり鍛造を行った。この熱間こねくり鍛造に
よって、鋳造組織を破壊し、気孔や偏析を拡散及び消失させることができ、均
15 一な組織の鍛造品が得られた。

次に、この熱間こねくり鍛造材を用いて、室温で 50% の加工比によるプレ
フォーミングを実施した。このプレフォーミングを実施した後、300°C に
て 2 時間の再結晶化焼鈍を行い、結晶粒を調整した。これによって平均結晶粒
径が 85 μm の微細かつ均一な結晶粒度に調整することができた。

20 このような微細かつ均一な結晶を持つプレフォーミング材をハット型ターゲ
ットに型鍛造した。型鍛造は 280°C で行った。型鍛造後、300°C にて
2 時間の結晶粒均一化・歪み取り焼鈍を行った。

図 1 は、この工程で作成したハット型ターゲットの断面図である。図 1 の C
はハット天井部、A, E はフランジ部、B, D は側部の、いずれもターゲット
25 側 (スペッタリングの際エロージョンを受ける側) を示す。

平均粒径はそれぞれ A : 91 μm, B : 86 μm, C : 112 μm, D : 7
9 μm, E : 92 μm であり、平均結晶粒径の最も大きい部位の平均結晶粒径
D と、平均結晶粒径の最も小さい部位の平均結晶粒径 d との比 $D/d = 1.46$ という均一な粒径を持つターゲットを作成することができた。

30 以上の結果を、下記比較例と共に、表 1 に示す。

型鍛造では前記のような歪みを強く受ける場所と、ほとんど受けない場所が生じる。本方法においては、型鍛造時歪みを強く受けた場所は、その後の結晶粒均一化焼鈍において再結晶・粒成長を起こすが、このときの粒径を冷間プレフォーミング・再結晶化焼鈍後の粒径にそろえるよう、適当な結晶粒均一化焼鈍の条件を設定した。

また歪みを強く受けない場所においては、すでに前工程の冷間プレフォーミング・再結晶化焼鈍において結晶粒は微細に調整されており、本方法での焼鈍を行う限り著しい粒成長をすることではなく、歪みを受けた場所との結晶粒径に大きな差は生じなかった。

この銅のハット型ターゲットのエロージョン面における (111) 面及び (200) 面のX線回折強度比 $I_{(111)} / I_{(200)}$ を求めた。なお、測定個所は、図3の各測定位置である。また、後述する実施例2の場合と同様に、ランダム配向と比較した場合の配向強度比を示す

測定の結果、a位置：2.6、b位置：2.7、c位置：2.9、d位置：2.5、e位置：2.6、f位置：2.5で、ランダム配向 $I^*(111) / I^*(200) = 2.08$ より大きく (111) に配向し、かついずれの位置でも配向の大きな変動はみられなかった。これによって、ターゲットの均一性が保たれていることが分かる。

(比較例1)

実施例1と同様の銅 (6N) インゴットを作成した。このインゴットを冷間鍛造により、冷間で50%の加工比によるプレフォーミングを行い、300°Cにて2時間の再結晶化焼鈍を行った。このプレフォーミング材を400°Cで同様にハット型ターゲットに型鍛造した。

型鍛造後425°Cで結晶粒均一化・歪取り焼鈍を行った。このときのA～E部の平均結晶粒径を同様に表1に示す。

同様に、Cはハット天井部、A、Eはフランジ部、B、Dは側部の、いずれもターゲット側（スペッタリングの際エロージョンを受ける側）を示す。

平均粒径はそれぞれ A : 344 μm、B : 184 μm、C : 211 μm、
D : 192 μm、E : 379 μmで全体的に粗大化し、また、平均結晶粒径の
5 最も大きい部位の平均結晶粒径 D と、平均結晶粒径の最も小さい部位の平均結
晶粒径 d との比 $D/d = 2.06$ という不均一な粒径を持つターゲットとなっ
た。

このような平均粒径の粗大化と不均一な粒径は型鍛造温度及び型鍛造後の焼
鈍温度が高過ぎたことによると考えられる。

10

(比較例 2)

実施例 1 と同様の銅 (6 N) インゴットを作成した。このインゴットを 75
0° C の熱間鍛造によりプレフォーミングした。このプレフォーミング材を実
施例 1 と同様に 280° C でハット型ターゲットに型鍛造し、型鍛造後 30
15 0° C にて 2 時間の結晶粒均一化・歪取り焼鈍を行った。このときの A～E 部
の平均結晶粒径を同様に表 1 に示す。なお、この場合プレフォーミングを実施
した後の再結晶化焼鈍は、実施していない。

同様に、C はハット天井部、A、E はフランジ部、B、D は側部の、いずれも
ターゲット側 (スペッタリングの際エロージョンを受ける側) を示す。

20 平均粒径はそれぞれ A : 724 μm、B : 235 μm、C : 257 μm、
D : 244 μm、E : 773 μm で全体的にさらに粗大化し、また、平均結晶
粒径の最も大きい部位の平均結晶粒径 D と、平均結晶粒径の最も小さい部位の
平均結晶粒径 d との比 $D/d = 3.29$ という不均一な粒径を持つターゲット
となつた。

25 このような平均粒径の粗大化と不均一な粒径は、プレフォーミングが冷間で
行われておらず加工が十分でないこと及びプレフォーミング後の再結晶化焼鈍
がないことによる。

30

(比較例 3)

5 実施例 1 と同様の銅 (6 N) インゴットを作成した。このインゴットを 75
 0° C の熱間鍛造によりプレフォーミングした。このプレフォーミング材を 6
 50° C で同様にハット型ターゲットに型鍛造し、型鍛造後 700° C にて、
 2 時間の結晶粒均一化・歪取り焼鈍を行った。このときの A～E 部の平均結晶
 粒径を同様に表 1 に示す。なお、この場合プレフォーミングを実施した後の再
 10 結晶化焼鈍は、実施していない。

同様に、C はハット天井部、A, E はフランジ部、B, D は側部の、いずれ
 もターゲット側（スペッタリングの際エロージョンを受ける側）を示す。

平均粒径はそれぞれ A : 2755 μm、B : 654 μm、C : 775 μm、
 15 D : 688 μm、E : 2911 μm で全体的に異常に粗大化し、また、平均結
 晶粒径の最も大きい部位の平均結晶粒径 D と、平均結晶粒径の最も小さい部位
 の平均結晶粒径 d との比 $D/d = 4.45$ という著しく不均一かつ粗大な粒径
 を持つターゲットとなった。

20 このような平均粒径の粗大化と不均一な粒径は、プレフォーミングが冷間で
 行われておらず加工が十分でないこと及び型鍛造温度が高温に過ぎることによ
 ると考えられる。

(比較例 4)

実施例同様の銅 (6 N) インゴットを作成した。このインゴットを 400°
 C の熱間鍛造によりプレフォーミングした。このプレフォーミング材を実施例
 1 と同様 280° C でハット型ターゲットに型鍛造し、型鍛造後 300° C で
 25 結晶粒均一化・歪取り焼鈍を行った。このときの A～E 部の平均結晶粒径を同
 様に表 1 に示す。なお、この場合プレフォーミングを実施した後の再結晶化焼
 鈍は、実施していない。

同様に、C はハット天井部、A, E はフランジ部、B, D は側部の、いずれ
 もターゲット側（スペッタリングの際エロージョンを受ける側）を示す。

平均粒径はそれぞれ A : 121 μm、B : 88 μm、C : 308 μm、D : 105 μm、E : 122 μm となり比較的細かい結晶粒となつたが、センター部 C のみは粗大化し、平均結晶粒径の最も大きい部位の平均結晶粒径 D と、平均結晶粒径の最も小さい部位の平均結晶粒径 d との比 $D/d = 3.50$ という不均一な粒径を持つターゲットとなつた。

このような平均粒径の粗大化と不均一な粒径は、プレフォーミングが冷間で行われておらず加工が十分でないことによると考えられる。

10

表 1

	プレフ オーミ ング	再結 晶化	型 鋸造	焼鈍	平均結晶粒径 (μm)					D/d
					A	B	C	D	E	
実施 例 1	冷間	300 ° C	280 ° C	300 ° C	91	86	112	79	92	1.42
比較 例 1	冷間	300 ° C	400 ° C	425 ° C	344	184	211	192	379	2.06
比較 例 2	750 ° C	—	280 ° C	300 ° C	724	235	257	244	773	3.29
比較 例 3	750 ° C	—	650 ° C	700 ° C	2755	654	775	688	2911	4.45
比較 例 4	400 ° C	—	280 ° C	300 ° C	121	88	308	105	122	3.50

(実施例 2)

チタン (4N5) 材料を溶解・鋸造し、インゴットを作成した。次に、この
15 インゴットに対し 650 ° C で締め鋸造を行い、ビレットを作成した。このときの、真歪の絶対値の合計は 4 である。

5 次に、このビレットを用いて、室温で50%の加工比によるプレフォーミングを実施した。このプレフォーミングを実施した後、500°Cにて2時間の再結晶化焼鈍を行い、結晶粒を調整した。これによって平均結晶粒径が35μmの微細かつ均一な結晶粒度に調整することができた。

10 このような微細かつ均一な結晶を持つ冷間プレフォーミング材をハット型ターゲットに型鍛造した。型鍛造は450°Cで行った。型鍛造後、500°Cにて2時間の結晶粒均一化・歪み取り焼鈍を行った。

15 この工程で作成したハット型ターゲットの断面図は、前記図1と同様なので、図1に基づいて説明する。図1のCはハット天井部、A, Eはフランジ部、B, Dは側部の、いずれもターゲット側（スペッタリングの際エロージョンを受ける側）を示す。

20 平均粒径はそれぞれA:37μm、B:31μm、C:34μm、D:29μm、E:39μmであり、平均結晶粒径の最も大きい部位の平均結晶粒径Dと、平均結晶粒径の最も小さい部位の平均結晶粒径dとの比D/d=1.35という均一な粒径を持つターゲットを作成することができた。

以上の結果を、下記比較例と共に、表2に示す。

25 また、ハット型ターゲットのエロージョン面における(002)面及びこれと30°以内の角度にある(103)面、(014面)、(015)面の合計の強度比を求めた（ここでは、これを(002)面配向率とする）。なお、測定個所は、後述する図3の各測定位置である。

强度比は、次のようにして求めた。I(hkl)はX線回折で求められる(hkl)面の回折ピークの强度である。I*(hkl)は、J C P D S (Joint Committee of Power Diffraction Standard) カードの相対强度（全くランダムに配向している場合の强度を意味している）である。したがって、I(hkl)/I*(hkl)は、ランダム配向と比較しての(hkl)面の正規化された配向强度を示すこととなる。

$\Sigma [I(hkl) / I^*(hkl)]$ は、正規化された強度比の合計である。
 したがって、(002)面配向率は、 $[I(002) / I^*(002) + I(103) / I^*(103) + I(014) / I^*(014) + I(015) / I^*(015)] / \Sigma [I(hkl) / I^*(hkl)]$ で計算できる。

以上から、図3の測定位置bにおける面配向を測定した結果、(002)面の強度比6.3%、(103)面の強度比9.9%、(014)面の強度比8.2%、(015)面の強度比7.3%が得られ、強度比の合計が34.3%であつた。

同様にして、図3のハット型ターゲットのa、b(再掲)、c、d、e、f及びgの各位置でそれぞれ測定した強度比の合計結果を示すと、a位置：34.3%、b位置(再掲)：34.3%、c位置：44.0%、d位置：43.2%、e位置：44.9%、f位置：37.1%及びg位置：43.3%であった。以上から、ターゲットのいずれの位置のエロージョン面においても、(002)面及びこの(002)面に対して30°以内の角度にある(103)面、(014面)及び(015)面の強度比の合計が、いずれの位置でも40±10%と配向に大きな変動がなく、均一性に富む良好なターゲットが得られた。

20 (比較例5)

実施例2と同様の締め鍛造ビレットを用いて、冷間で50%の加工比によるプレフォーミングをした。このプレフォーミング材を700°Cでターゲットに型鍛造し、型鍛造後750°Cで結晶粒均一化・歪取り焼鈍を行った。このときのA～E部の平均結晶粒径を表2に示す。

25 同様に、Cはハット天井部、A、Eはフランジ部、B、Dは側部の、いずれもターゲット側(スパッタリングの際エロージョンを受ける側)を示す。

平均粒径はそれぞれA：346μm、B：140μm、C：199μm、D：156μm、E：325μmで全体的に粗大化し、また、平均結晶粒径の最も大きい部位の平均結晶粒径Dと、平均結晶粒径の最も小さい部位の平均結晶粒径dとの比D/d=2.47という不均一な粒径を持つターゲットとなつた。

このような平均粒径の粗大化と不均一な粒径は型鍛造温度及び再結晶化焼鈍
5 温度が高すぎることによると考えられる。

(比較例 6)

実施例 2 と同様の締め鍛造ビレットを用いて、 500°C で熱間プレフォーミングした。このプレフォーミング材を 450°C で比較例 2 と同様にハット型ターゲットに型鍛造し、型鍛造後 500°C で結晶粒均一化・歪取り焼鈍を行った。このときの A～E 部の平均結晶粒径を表 2 に示す。なお、この場合プレフォーミングを実施した後の再結晶化焼鈍は、実施していない。

同様に、C はハット天井部、A, E はフランジ部、B, D は側部の、いずれもターゲット側（スペッタリングの際エロージョンを受ける側）を示す。

平均粒径はそれぞれ A : $124 \mu\text{m}$ 、B : $45 \mu\text{m}$ 、C : $66 \mu\text{m}$ 、D : $51.3 \mu\text{m}$ 、E : $133 \mu\text{m}$ で全体的に比較的小さな粒径であったが、フランジ部 A, E が粗大化し、平均結晶粒径の最も大きい部位の平均結晶粒径 D と、平均結晶粒径の最も小さい部位の平均結晶粒径 d との比 $D/d = 2.96$ という不均一な粒径を持つターゲットとなった。

このような平均粒径の粗大化と不均一な粒径は、プレフォーミングが冷間で行われておらず加工が十分でないこと及び冷間プレフォーミング後の再結晶化焼鈍がないことによる。

(比較例 7)

実施例同様の締め鍛造ビレットを用いて、 750°C で熱間プレフォーミングした。このプレフォーミング材を 450°C で型鍛造し、型鍛造後 500°C で結晶粒均一化・歪取り焼鈍を行った。このときの A～E 部の平均結晶粒径を表 2 に示す。なお、この場合プレフォーミングを実施した後の再結晶化焼鈍は、実施していない。

同様に、C はハット天井部、A, E はフランジ部、B, D は側部の、いずれもターゲット側（スペッタリングの際エロージョンを受ける側）を示す。

平均粒径はそれぞれ A : 156 μm、B : 56 μm、C : 87 μm、D : 651 μm、E : 177 μmで、比較例 6 よりもさらに粗大化し、平均結晶粒径の最も大きい部位の平均結晶粒径 D と、平均結晶粒径の最も小さい部位の平均結晶粒径 d との比 $D/d = 2.90$ という不均一な粒径を持つターゲットとなつた。

このような平均粒径の粗大化と不均一な粒径は、プレフォーミングが冷間で行われておらず加工が十分でないこと及び冷間プレフォーミング後の再結晶化焼鈍がないことによる。

表 2

	プレフ オーミ ング	再結 晶化	型 鍛造	焼鈍	平均結晶粒径 (μm)					D/d
					A	B	C	D	E	
実施 例 2	冷間	500 ° C	450 ° C	500 ° C	37	31	34	29	39	1.35
比較 例 5	冷間	500 ° C	700 ° C	750 ° C	346	140	199	156	325	2.47
比較 例 6	500 ° C	—	450 ° C	500 ° C	124	45	66	53	133	2.96
比較 例 7	750 ° C	—	450 ° C	500 ° C	156	56	87	61	177	2.90

15 (実施例 3)

銅 (6N) 材料を溶解・鋳造し、インゴットを作成した。次に、このインゴットに対し 800 ° C で熱間こねくり鍛造を行った。この熱間こねくり鍛造によって、鋳造組織を破壊し、気孔や偏析を拡散及び消失させることができ、均一な組織の鍛造品が得られた。

16

次に、この熱間こねくり鍛造材を用いて、室温で50%の加工比によるプレ
 5. フォーミングを実施した。このプレフォーミングを実施した後、300°Cにて2時間の再結晶化焼鈍を行い、結晶粒を調整した。これによって平均結晶粒
 径が85μmの微細かつ均一な結晶粒度に調整することができた。

このような微細かつ均一な結晶を持つプレフォーミング材を、断面がハット
 型ターゲットを2個つないだような形状のターゲットに型鍛造した。型鍛造は
 10 280°Cで行った。型鍛造後、300°Cにて2時間の結晶粒均一化・歪み
 取り焼鈍を行った。

図2は、この工程で作成したターゲット断面図である。図2のCはハット天
 井部、Aはフランジ部、B、Dは側部、Eはハット連結部の、いずれもターゲ
 ット側（スペッタリングの際エロージョンを受ける側）を示す。

15 平均粒径はそれぞれA：100μm、B：94μm、C：118μm、D：
 96μm、E：92μmであり、平均結晶粒径の最も大きい部位の平均結晶粒
 径Dと、平均結晶粒径の最も小さい部位の平均結晶粒径dとの比D/d = 1.
 28という均一な粒径を持つターゲットを作成することができた。

以上の結果を、下記比較例と共に、表3に示す。

20 表3

	プレフ オーミ ング	再結 晶化	型 鍛造	焼鈍	平均結晶粒径 (μm)					D/d
					A	B	C	D	E	
実施 例3	冷間	300 °C	280 °C	300 °C	100	94	118	96	92	1.28
比較 例8	400 °C	—	280 °C	300 °C	127	123	278	101	113	2.46

(比較例 8)

実施例 3 と同様の銅 (6 N) インゴットを作成した。このインゴットを 40
5 0 ° C の熱間鍛造によりプレフォーミングした。このプレフォーミング材を実
施例 4 と同様 280 ° C で断面がハット型ターゲットを 2 個つないだような形
状のターゲットに型鍛造し、型鍛造後 300 ° C で結晶粒均一化・歪取り焼鈍
を行った。

このときの A ~ E 部の平均結晶粒径を同様に表 3 に示す。なお、この場合プ
10 レフォーミングを実施した後の再結晶化焼鈍は、実施していない。

同様に、C はハット天井部、A はフランジ部、B, D は側部、E はハット連
結部の、いずれもターゲット側（スペッタリングの際エロージョンを受ける
側）を示す。

平均粒径はそれぞれ A : 127 μm、B : 123 μm、C : 278 μm、
15 D : 101 μm、E : 113 μm となり比較的細かい結晶粒となったが、セン
ター部 C のみは粗大化し、平均結晶粒径の最も大きい部位の平均結晶粒径 D と、
平均結晶粒径の最も小さい部位の平均結晶粒径 d との比 $D/d = 2.46$ とい
う不均一な粒径を持つターゲットとなった。このような不均一な平均粒径は、
プレフォーミングが冷間で行われておらず加工が十分でないことによる。

20 (実施例 4)

タンタル (5 N) 材料を溶解・EB 鋳造し、インゴットを作成した。次に、
このインゴットに対し室温こねくり鍛造及び 1200 ° C 歪取り焼鈍を繰り返し、
真歪の絶対値の合計が 8 のビレットを作成した。

次に、このビレットを用いて、室温で 70 % の加工比による圧延プレフォーミ
25 ングを実施した。このプレフォーミングを実施した後、900 ° C にて 2 時間
の再結晶化焼鈍を行い、結晶粒を調整した。これによって平均結晶粒径が 75
μm の微細かつ均一な結晶粒度に調整することができた。

このような微細かつ均一な結晶を持つ冷間圧延プレフォーミング材を、スピ
ニング加工により断面がハット型ターゲットを 2 個つないだような形状のタ
30 ゲットにターゲットに成形した。スピニング加工は室温で行った。型鍛造後、
925 ° C にて 2 時間の結晶粒均一化・歪み取り焼鈍を行った。

この工程で作成したハット型ターゲットの断面図は、前記図2と同様なので、
図1に基づいて説明する。図1のCはハット天井部、Aはフランジ部、B、D
5 は側部、Eはハット連結部の、いずれもターゲット側（スペッタリングの際エ
ロージョンを受ける側）を示す。

平均粒径はそれぞれA : 87 μm 、B : 76 μm 、C : 71 μm 、D : 82
10 μm 、E : 80 μm であり、平均結晶粒径の最も大きい部位の平均結晶粒径D
と、平均結晶粒径の最も小さい部位の平均結晶粒径dとの比D/d = 1.23
という均一な粒径を持つターゲットを作成することができた。

以上の結果を、下記比較例と共に、表4に示す。

表4

	こねく り鍛造 比	プレフ オーミ ング	再結 晶化	型 鍛造	焼鈍	平均結晶粒径 (μm)					D/d
						A	B	C	D	E	
実施 例4	8	冷間	900 ° C	室温	925 ° C	87	76	71	82	80	1.23
比較 例9	4未満	冷間	900 ° C	室温	925 ° C	89	147	78	72	88	2.04

15 (比較例9)

実施例4と同様、タンタル（5N）材料を溶解・EB鋳造し、インゴットを作成した。次に、このインゴットに対し室温で鍛造を行い、ビレットを作成した。この際、真歪の絶対値の合計は4以下であった。

次に、このビレットを用いて、室温で70%の加工比による圧延プレフォーミングを実施した。このプレフォーミングを実施した後、900°Cにて2時間の再結晶化焼鈍を行ったが、平均結晶粒径は場所によるばらつきがあり、80～150 μm であった。

5 このような冷間圧延プレフォーミング材を、スピニング加工により断面がハット型ターゲットを2個つないだような形状のターゲットにターゲットに成形した。スピニング加工は室温で行った。型鍛造後、925°Cにて2時間の結晶粒均一化・歪み取り焼鈍を行った。

同様に、Cはハット天井部、Aはフランジ部、B、Dは側部、Eはハット連結部の、いずれもターゲット側（スペッタリングの際エロージョンを受ける側）を示す。

10 平均粒径はそれぞれA：89μm、B：147μm、G：78μm、D：72μm、E：88μmとなり、片方の側壁Bのみが粗大化し、平均結晶粒径の最も大きい部位の平均結晶粒径Dと、平均結晶粒径の最も小さい部位の平均結晶粒径dとの比 $D/d = 2.04$ という不均一な粒径を持つターゲットとなつた。

15 このように部分的に結晶粒径が大きくなってしまったのは、こねくり鍛造時の鍛錬比が不十分だったためと考えられる。そのため鑄造一次晶が完全に破壊されておらず、一次晶の分布を持ったまま最終形状まで成形されたためと考えられる。

20 発明の効果

本発明は、型鍛造による三次元的構造を有するスペッタリングターゲットの製造方法において、材料インゴット又はビレットの熱間鍛造及び焼鈍を行った後、冷間プレフォーミング及び再結晶焼鈍を行って結晶粒を調整し、さらに型鍛造を行うことによって、平均結晶粒径の最も大きい部位の平均結晶粒径Dと平均結晶粒径の最も小さい部位の平均結晶粒径dとを $1.0 < D/d < 2.0$ とすることででき、これによってターゲットの結晶粒を微細化しつつ均一性を維持し、スペッタリングの際のアーキングやパーティクルの発生を抑制して、均一で安定した特性を持つ膜を得ることができるという優れた効果を有する。

請求の範囲

- 5 1. 型鍛造により製造されるスペッタリングターゲットであつて、平均結晶粒径の最も大きい部位の平均結晶粒径Dと平均結晶粒径の最も小さい部位の平均結晶粒径dとが $1.0 < D/d < 2.0$ であることを特徴とするスペッタリングターゲット。
- 10 2. 型鍛造により製造されるチタン等の六方晶系スペッタリングターゲットであつて、ターゲットのエロージョン面において、(002)面及びこれと30°以内の角度にある(103)面、(014面)、(015)面の強度比の合計が30%以上であり、かつ強度比の平均値の±10%以内であることを特徴とするスペッタリングターゲット。
- 15 3. 型鍛造により製造されるスペッタリングターゲットであつて、直徑断面に現れる一つ以上のハット形状又はドーム形状の、開口部径と深さの比率が1:3以下の比率を持つことを特徴とする請求の範囲第1又は第2項記載のスペッタリングターゲット。
- 20 4. 型鍛造によるスペッタリングターゲットの製造方法において、材料インゴット又はビレットの熱間こねくり鍛造又は冷間こねくり鍛造及び歪取り焼鈍を行った後、冷間プレフォーミング及び再結晶焼鈍を行って結晶粒を調整し、さらに型鍛造を行うことを特徴とするスペッタリングターゲットの製造方法。
- 25 5. 型鍛造により製造されるチタン等の六方晶系スペッタリングターゲットであつて、ターゲットのエロージョン面において、(002)面及びこれと30°以内の角度にある(103)面、(014面)、(015)面の強度比の合計が30%以上であり、かつ強度比の平均値の±10%以内であることを特徴とする請求の範囲第4項記載のスペッタリングターゲットの製造方法。
- 30 6. 热間こねくり鍛造又は冷間こねくり鍛造において、真歪の絶対値の合計を4以上とすることを特徴とする請求の範囲第4項又は第5項記載のスペッタリングターゲットの製造方法。
7. 材料の融点をT_mとすると、型鍛造を0.5T_m以下で行うことを特徴とする請求の範囲第4項～第6項記載のスペッタリングターゲットの製造方法。

8. 型鍛造後、歪取り焼鈍又は再結晶焼鈍を行うことを特徴とする請求の範囲第
5 4項～第7項のそれぞれに記載のスペッタリングターゲットの製造方法。
9. 材料の融点を T_m とすると、冷間プレフォーミング後の再結晶焼鈍を、0.
6 T_m 以下で行うことを特徴とする請求の範囲第4項～第8項のそれぞれに記
載のスペッタリングターゲットの製造方法。
10. 材料の融点を T_m とすると、型鍛造後、0.6 T_m 以下で歪取り焼鈍又は
再結晶焼鈍を行うことを特徴とする請求の範囲第8項又は第9項に記載のスペッ
タリングターゲットの製造方法。
11. 20～90%の加工比による冷間プレフォーミングを行うことを特徴とす
る請求の範囲第4項～第10項のそれぞれに記載のスペッタリングターゲットの
製造方法。
- 15 12. 冷間プレフォーミング後の再結晶焼鈍により、平均結晶粒径の最も大き
い部位の平均結晶粒径 D_0 と平均結晶粒径の最も小さい部位の平均結晶粒径 d_0
とが $1.0 < D_0 / d_0 < 1.5$ とすることを特徴とする請求の範囲第4項～第
11項のそれぞれに記載のスペッタリングターゲットの製造方法。
13. 冷間プレフォーミング後の再結晶焼鈍により、最終平均結晶粒径の20
20 0%以下とすることを特徴とする請求の範囲第4項～第12項のそれぞれに記
載のスペッタリングターゲットの製造方法。
14. 型鍛造後の結晶均質化焼鈍又は歪取り焼鈍により、平均結晶粒径を1～5
0.0 μm の範囲にすることを特徴とする請求の範囲第4項～第13項のそれぞ
れに記載のスペッタリングターゲットの製造方法。
- 25 15. 平均結晶粒径の最も大きい部位の平均結晶粒径 D と平均結晶粒径の最も
小さい部位の平均結晶粒径 d とが $1.0 < D / d < 2.0$ であることを特徴と
する請求の範囲第4項～第13項のそれぞれに記載のスペッタリングターゲッ
トの製造方法。
16. ターゲット材料が銅、チタン、アルミニウム、ニッケル、コバルト、タン
30 タル又はこれらの合金であることを特徴とする請求の範囲第1項～第15項のそ
れぞれに記載のスペッタリングターゲット及びその製造方法。

1 / 2

図 1

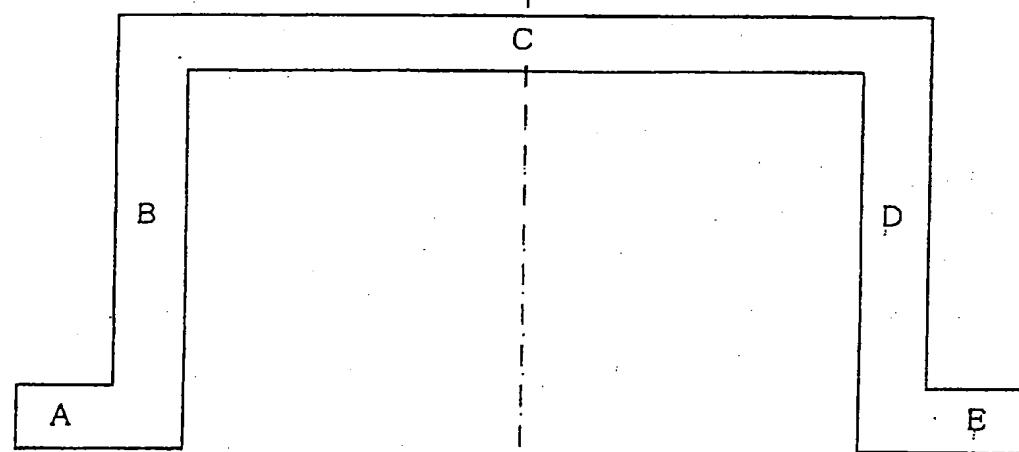
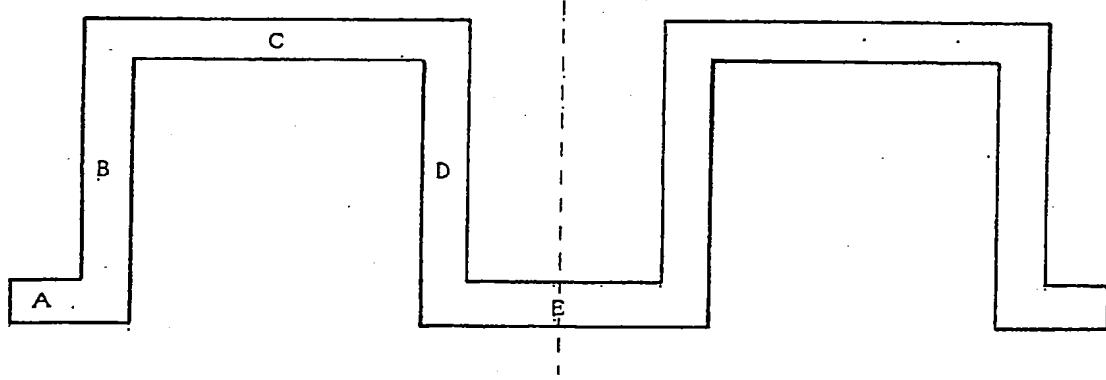
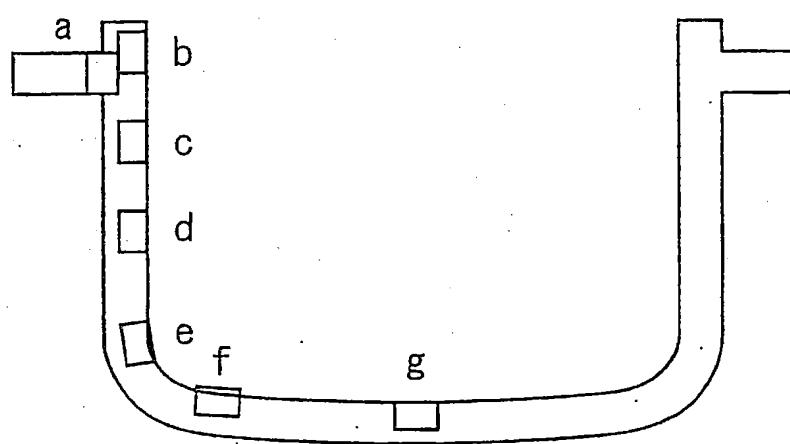


図 2



2 / 2

図 3



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP02/07715

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
Int.Cl⁷ C23C14/34, C22F1/18

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl⁷ C23C14/34, C22F1/18, B21J5/00

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1926-1996	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2002
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2002	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2002

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

JOIS, INSPEC

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	EP 785292 A1 (Japan Energy Corp.), 23 July, 1997 (23.07.97), Tables 2, 4, 6, 10, 12 & EP 785293 A1 & US 5772860 A tables 2, 4 & JP 07-090563 A & JP 07-090561 A	1, 2, 16
X	& EP 653498 A1 & JP 07-090564 A & JP 07-090562 A & JP 07-090560 A	
	Akifumi MISHIMA, "Kojundo Titanium no Denshi Zairyo to shite no Riyo", Titanium Japan, 1996-Nen, Vol.44, No.2, p.84-87, Figs. 3, 4	1, 2, 16

Further documents are listed in the continuation of Box C. See patent family annex.

"A"	Special categories of cited documents: document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"T"	later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"E"	earlier document but published on or after the international filing date	"X"	document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"L"	document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)	"Y"	document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"O"	document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	"&"	document member of the same patent family
"P"	document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed		

Date of the actual completion of the international search 28 October, 2002 (28.10.02)	Date of mailing of the international search report 12 November, 2002 (12.11.02)
Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office	Authorized officer
Facsimile No.	Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP02/07715

C(Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	US 6045634 A (Praxair S.T. Technology, Inc.), 04 April, 2000 (04.04.00), Column 4, line 60 to column 5, line 13; examples & JP 11-229130 A Par. Nos. [0021], [0025]	4, 6, 7, 9, 11, 12, 16
Y	US 5687600 A (Johnson Matthey Electronics, Inc.), 18 November, 1997 (18.11.97), Column 3, lines 7 to 26 (Family: none)	4, 6, 7, 9, 11, 12, 16
Y	JP 2000-045067 A (Nippon Steel Corp.), 15 February, 2000 (15.02.00), Par. No. [0021] (Family: none)	4
Y	JP 06-010107 A (Sumitomo Sitix Corp.), 18 January, 1994 (18.01.94), Par. Nos. [0010], [0014] (Family: none)	11
A	US 6210502 B1 (Toho Titanium Co., Ltd.), 03 April, 2001 (03.04.01), Column 2, line 54 to column 3, line 21 & JP 11-269621 A Par. Nos. [0010] to [0014]	4-15
P,X	Satoru SUZUKI, Atsushi FUKUSHIMA, "Spattering-zai no Kaihatsu Doko", Denshi Zairyo, 01 July, 2002 (01.07.02), Vol.41, No.7, p.44-48, Figs. 5, 6	1, 3

国際調査報告

国際出願番号 PCT/JP02/07715

A. 発明の属する分野の分類(国際特許分類(IPC))

Int.Cl' C23C14/34, C22F1/18

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料(国際特許分類(IPC))

Int.Cl' C23C14/34, C22F1/18, B21J5/00

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1926-1996年
日本国公開実用新案公報	1971-2002年
日本国登録実用新案公報	1994-2002年
日本国実用新案登録公報	1996-2002年

国際調査で使用した電子データベース(データベースの名称、調査に使用した用語)

JOIS, INSPEC

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
X	EP 785292 A1 (JAPAN ENERGY CORPORATION) 1997.07.23, TABLE 2, TABLE 4, TABLE 6, TABLE 10, TABLE 12, & EP 785293 A1 & EP 653498 A1 & US 5772860 A & JP 07-090564 A, 表2, 表4 & JP 07-090563 A & JP 07-090562 A & JP 07-090561 A & JP 07-090560 A	1, 2, 16
X	三島昭史, 高純度チタンの電子材料としての利用, チタン, 1996年, Vol. 44, No. 2, p. 84-87, 図3, 図4	1, 2, 16

 C欄の続きにも文献が列挙されている。 パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

- 「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
- 「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
- 「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献(理由を付す)
- 「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
- 「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

- 「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
- 「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
- 「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
- 「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

28. 10. 02

国際調査報告の発送日

12.11.02

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/JP)

郵便番号 100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官(権限のある職員)

宮澤 尚之



4G 3028

電話番号 03-3581-1101 内線 3416

C (続き) 関連すると認められる文献		関連する 請求の範囲の番号
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	
Y	US 6045634 A (PRAXAIR S. T. TECHNOLOGY, INC.) 2000.04.04, 第4欄第60行～第5欄第13行, 実施例 & JP 11-229130 A, [0021]段落, [0025]段落	4, 6, 7, 9, 11, 12, 16
Y	US 5687600 A (JOHNSON MATTHEY ELECTRONICS, INC.) 1997.11.18, 第3欄第7行～第26行 (ファミリーなし)	4, 6, 7, 9, 11, 12, 16
Y	JP 2000-045067 A (新日本製鐵株式会社) 2000.02.15, [0021]段落 (ファミリーなし)	4
Y	JP 06-010107 A (住友シチックス株式会社) 1994.01.18, [0010]段落, [0014]段落 (ファミリーなし)	11
A	US 6210502 B1 (TOHO TITANIUM CO., LTD.) 2001.04.03, 第2欄第54行～第3欄第21行 & JP 11-269621 A, [0010]段落～[0014]段落	4-15
P X	鈴木了、福嶋篤志, スパッタリング材の開発動向, 電子材料, 2002.07.01, Vol. 41, No. 7, p. 44-48, 図5, 図6	1, 3